

## Mechanical Properties and End-milling Characteristic of AlN-hBN Based Machinable Ceramics

Si-Young Beck, Myeong-Woo Cho, and Won-Seung Cho\*†

Division of Mechanical Engineering, Inha University, Inchon 402-751, Korea

\*School of Materials Science and Engineering, Inha University, Inchon 402-751, Korea

(Received January 7, 2008; Accepted January 11, 2008)

### AlN-hBN계 머시너블 세라믹스의 기계적 특성 및 엔드밀링 가공성 평가

백시영 · 조명우 · 조원승\*†

인하대학교 기계공학부

\*인하대학교 신소재공학부

(2008년 1월 7일 접수; 2008년 1월 11일 승인)

#### ABSTRACT

In this study, machining characteristics of AlN-hBN composites were evaluated in end-milling process. As a first step, AlN-hBN composite specimens with various hBN contents were prepared using hot press method. Material properties of the composites, such as relative density, Young's modulus and fracture toughness, were measured and compared. Then, a series of end-milling experiments were performed under various cutting conditions by changing cutting speed, depth-of-cut and feed rate. Cutting force variations were measured using a tool dynamometer during the cutting experiments. Machined surfaces of the specimens were observed using SEM and a surface profiler to investigate the surface integrity changes. The cutting force decreased with an increases of hBN content. The cutting process was almost impossible for monolithic AlN, owing to severe chipping. In contrast, at high content of hBN, surface damage and chipping decreased, and better surface roughness can be obtained.

**Key words :** *Machinable ceramics, Machinability evaluation, AlN-hBN, End-milling, Cutting force*

#### 1. 서 론

세라믹스는 강도, 경도 등의 기계적 물성이 우수하고 화학적으로 안정하며 산이나 약품에 대해 우수한 내식성을 나타낸다. 따라서 기계적 강도, 내마모성, 내부식성을 이용한 구조세라믹으로 널리 이용되고 있다. 질화 알루미늄(AlN)은 열전도성이 우수하여 기판재료로서 유망한 재료이며 또한, 실리콘과 유사한 열팽창계수를 가지며 투광성이 높아 반도체장비의 부품 및 광학재료로 응용되고 있다.<sup>1-4)</sup> AlN세라믹스의 응용분야를 더욱 확대하기 위해서는 복합형상의 정밀 기계가공이 가능해야만 한다. 그러나 세라믹스 자체는 절삭저항이 매우 크며 균열전파에 의한 축성파괴로 인하여 가공이 어려워 복잡한 형상을 제조하는 것이 어렵다.

AlN에 육방정 질화붕소(hexagonal boron nitride, hBN)을 첨가한 AlN-hBN 세라믹 복합재료는 금속재료의 가공에

사용되는 초경공구를 이용한 기계가공이 가능하여 머시너블 세라믹스(machinable ceramic)라 불린다. hBN은 흑연과 유사한 구조를 가지며, 판상 입자들이 갖는 벽개성으로 인해 절삭저항성이 크게 저하되어 기계가공이 매우 용이한 것으로 알려져 있다.<sup>5-7)</sup>

한편, hBN판상입자를 첨가한 복합재료는 일반적으로 소결치밀화가 곤란하기 때문에 본 연구에서는 열간 가압 소결법을 이용하여 AlN-hBN 세라믹 복합재료를 제조하였다. 제조한 세라믹 복합재료에 대해서 기계적 특성에 미치는 hBN 첨가의 영향을 조사하였다. 그리고, AlN-hBN 세라믹 복합재료의 기계가공성을 평가하기 위하여 엔드밀 가공조건 하에서 절삭력을 측정하였고, 가공후의 표면 거칠기 등을 조사하였다.

#### 2. 실험 방법

##### 2.1. AlN-hBN계 머시너블 세라믹스의 제조

본 실험에서는 AlN-hBN계 세라믹 복합재료를 제조하기 위해 AlN(순도; 99.15%, 평균입도; 2.9 μm Tokuyama,

†Corresponding author : Won-Seung Cho

E-mail : wscho@inha.ac.kr

Tel : +82-32-860-7528 Fax : +82-32-862-5546

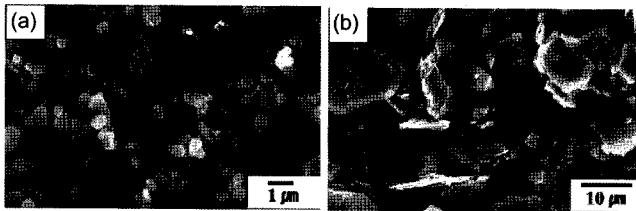


Fig. 1. SEM photographs of starting powders ; (a) AlN, (b) hBN.

Japan)에 hBN(순도; 99%, 평균입도; 10 μm, high purity chemicals, Japan)을 0~20 vol% 첨가하였다.

우선 실험에 사용한 hBN은 판상의 구조이므로 액상 소결 과정에서 입자 재배열을 방해하여 치밀화를 방해한다. 따라서, hBN의 형상비를 감소시키기 위해 유성볼밀(용매 : 에틸알콜)을 사용하여 사전 파쇄하였다. 파쇄는 MC Nylon 포트(용량: 500 cc)를 이용하였고 300 g의  $\text{Si}_3\text{N}_4$  ball(ϕ 10 mm)을 사용하여 500 rpm으로 6시간 행하였다. 입도분석결과 hBN의 크기는 10 μm에서 6.4 μm 이하로 감소하였음을 확인하였다. Fig. 1에 본 실험에서 사용한 원료분말을 나타내었다. 파쇄처리후의 hBN 입자의 형태는 판상(두께가 1 μm)을 유지하고 있음을 확인하였다.

소결조제로는  $\text{Y}_2\text{O}_3$ (순도: 99.9%, Shinetsu chemical, Japan)를 3 wt% 첨가하였고 유기결합제로 DL-camphor를 소량 첨가하였다. 고순도의 에탄올을 용매로 하고 마모가 적은 300 g의  $\text{Si}_3\text{N}_4$  ball(ϕ 10 mm)을 사용하여 알루미나 포트(용량: 400 cc)에서 140 rpm으로 72시간 동안 습식 밀링하였다. 습식 밀링 후 AlN과 hBN과의 비중차(AlN의 이론밀도; 3.26 g/cm<sup>3</sup>, hBN의 이론밀도; 2.27 g/cm<sup>3</sup>)로 인한 분말 견조과정에서의 중력 편석을 방지하기 위해, 혼합분말을 hot plate와 교반기를 동시에 사용하여 가열 견조하였다. 그리고, 견조로에서 100°C, 6시간 재차 견조하여 hBN의 함량이 각각 0~20 vol%인 혼합분말을 제조하였다. 견조된 분말은 16 mesh의 체에서 체질하여 1 mm 이하의 조립분말을 얻었다. 조립 분말을 1800°C, N<sub>2</sub> 분위기에서 2 시간 동안 30 MPa의 압력으로 열간가압 소결하여 소결체(ϕ 60 mm, 두께 8 mm)를 제조하였다. 승온 속도는 10°C/min로 하였다. 제조한 시편은 다이아몬드 절삭기를 이용하여 절삭을 한 후에 평면 연삭 및 경면 연마를 거쳐 굽힘강도 시편 규격인 3×4×36 mm로 제조하였다.

각 시편의 이론밀도에 대한 상대밀도(relative density)는 구해진 부피비중과 이론밀도( $D_{th}$ )의 비로써 계산하였다.<sup>8)</sup> 단, 이론밀도는 원료분말의 조성과 성분원소의 밀도로부터 혼합법칙(rule of mixture)을 이용하여 계산하였다. 각 시편의 4점 굽힘강도는 KS L 1591의 굽힘 강도 시험 방법<sup>9)</sup>에 따라 측정하였다. 시편의 탄성계수(Young's modulus)는 동적 탄성계수(꺾임 공진법)<sup>10)</sup>를 10회 측정한 후, 평균값을 구하였다. 각 시편의 경도( $H_V$ )는 KS L 1603<sup>11)</sup>에

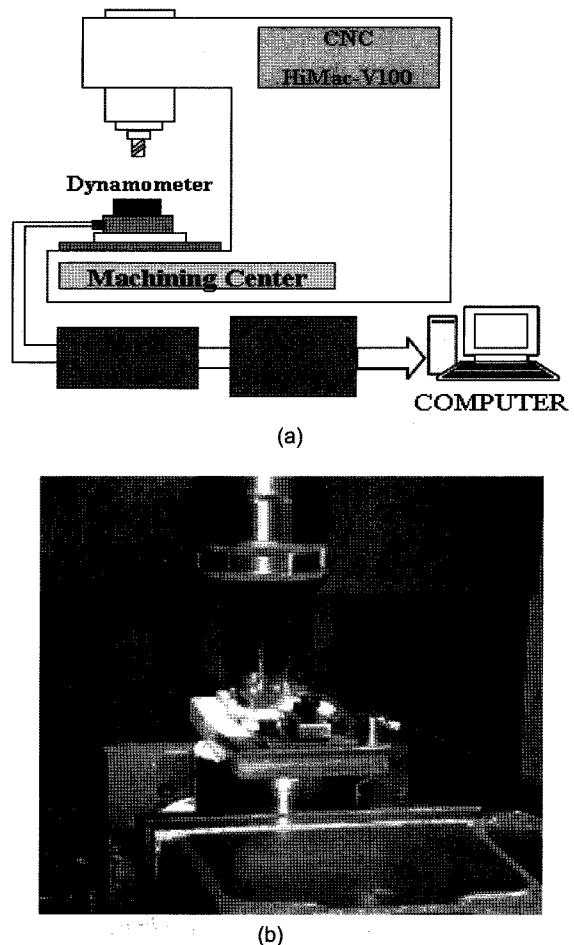


Fig. 2. System setup for measuring cutting force ;  
(a) experimental apparatus, (b) end-milling process.

의해 측정하였으며, 파괴인성( $K_{IC}$ )은 압자 압입법(indentation fracture method; IF법)<sup>12)</sup>을 사용하여 측정하였다.

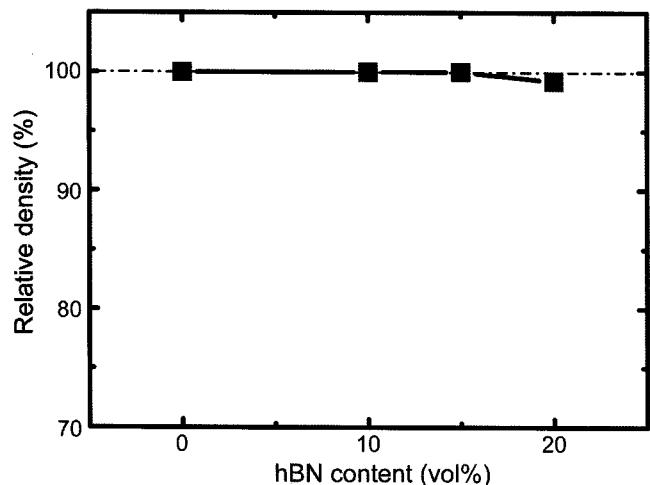
각 시편의 결정상 및 입계상을 동정하기 위하여 XRD 분석(Cu K $\alpha$ , 주사속도 5°/min)을 행하였다. 각 시편의 파단면 및 가공후의 시편의 외관은 SEM으로 조사하였다.

## 2.2. 머시너블 세라믹스의 엔드밀링 가공성 평가

본 실험에서 제조한 머시너블 세라믹의 절삭성 평가를 위하여 CNC Milling M/C(HiMac-V100)에서 수행되었고 전체적인 장치의 개략도와 가공장면을 Fig. 2에 나타내었다. 절삭력 측정은 공구동력계(Kistler사, type 9272)를 테이블에 고정한 후 고정치구를 제작하여 공작물을 설치하였으며 AE센서(ruction 1045D)를 부착하였다. 절삭공구로는 3날의 초경합금제의 텁(30ø 엔드밀)을 부착한 엔드밀을 이용하여 절삭실험을 수행하였다. 절삭가공조건은 예비실험을 통하여 결정하였으며, Table 1에 나타낸 바와 같이 hBN의 첨가량을 변화시킨 AlN-hBN 복합재료에 대하여 절삭 깊이와 절삭속도, 이송속도를 변화시켜 측정하였다.

**Table 1.** Cutting Conditions for Evaluating End-milling Machinability

Cutting condition	Feed rate (mm/min)	30	60
	Cutting speed (m/min)	40	
	Depth of cut (mm)	0.1	

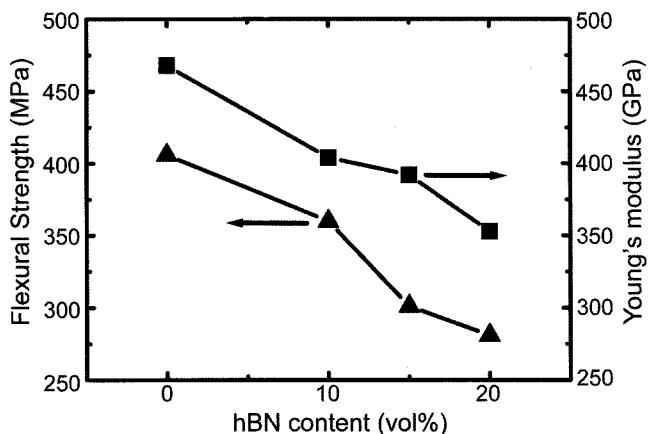
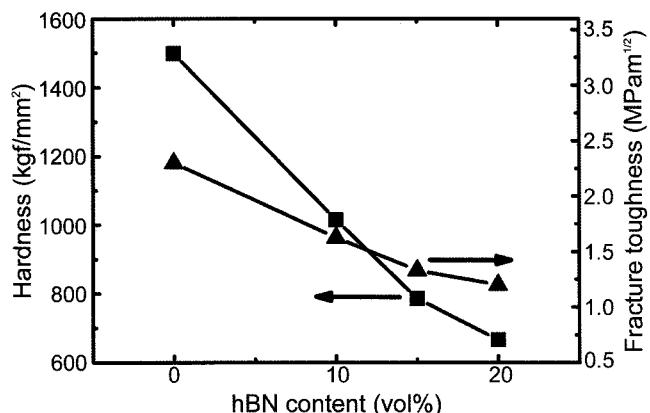
**Fig. 3.** Effect of hBN content on the relative density of hot-pressed AlN-hBN ceramic composites.

### 3. 실험결과 및 고찰

#### 3.1. 머시너블 세라믹스의 물성평가

Fig. 3에 가압소결에 의해 제조한 복합재료의 상대밀도를 나타내었다. 상대밀도는 15 vol%의 hBN을 첨가한 경우까지는 거의 100%에 이를 정도의 높은 치밀화도를 나타냈으나, hBN의 첨가량이 20 vol%의 시편에서 상대밀도가 99.2%로 다소 감소하였다. 이러한 hBN 첨가에 따른 상대밀도의 감소는 액상소결시 판상형태의 hBN 입자가 AlN입자의 재배열 과정을 방해하기 때문으로 생각된다.

Fig. 4에 4점 굽힘 강도 및 탄성계수의 결과를 나타내었다. 먼저 강도는 hBN 첨가량과 더불어 감소하여, AlN 단미의 406 MPa에서 20 vol% hBN 첨가에 의해 281 MPa까지 감소하였다. 탄성계수는 hBN을 첨가하지 않은 AlN 단미의 468 GPa에서 20 vol% hBN 첨가에 의해 353 GPa까지 감소하였다. 이는 원료분말에서 AlN의 탄성계수에 비해 낮은 탄성계수를 갖는 hBN의 체적분율이 증가함에 따라 복합법칙(rule of mixture)에 의해 감소하였다고 생각된다. 따라서, hBN 첨가에 따른 강도감소의 주원인은 hBN의 첨가에 의한 복합재료의 탄성계수 감소가 주된 원인으로 볼 수 있다. 그리고, hBN 첨가에 따른 매트릭스와 hBN간의 열팽창계수의 차이에 의해 발생하는 잔류 인장응력도 강도 저하의 한 요인으로 생각한다. 즉, 25~1000°C 구간에서의 hBN의 열팽창계수는 c축 방향으로  $7.15 \times 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$ , AlN 매트릭스는  $5.6 \times 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$ 의 열

**Fig. 4.** Effect of hBN contents on the flexural strength and Young's modulus of AlN-hBN ceramics.**Fig. 5.** Effects of hBN contents on the Vickers hardness and fracture toughness of AlN-BN ceramics.

팽창계수 값을 갖고 있다.<sup>13)</sup> 따라서, 고온의 제조 온도로부터 냉각시, 계면이 연속성을 유지하고 있다면 hBN의 c축(c축은 판상입자의 단축방향에 해당)에 수직한 면에서는 잔류 인장 응력이 생성된다. c축에 균열이 인접할 경우 전파에너지를 낮춰 강도의 저하가 발생할 수 있다. 일반적으로, 제 2상의 열팽창계수가 매트릭스의 열팽창계수보다 큰 경우에는 매트릭스/제 2상의 계면에서 강고한 기계적 결합력은 기대할 수 없으며, 심한 경우에는 계면박리도 발생할 수 있다.

Fig. 5에는 경도 및 파괴인성의 변화를 나타내었다. 경도 및 파괴인성은 hBN 첨가량이 증가함에 따라 점차적으로 감소하였다. 경도는 AlN 단미의 1,499 kgf/mm<sup>2</sup>에서 20 vol%의 hBN 첨가에 의해 666 kgf/mm<sup>2</sup>로 감소하였고, 파괴인성은 AlN 단미의 2.3 MPam<sup>1/2</sup>에서 20 vol%의 hBN 첨가에 의해 1.2 MPam<sup>1/2</sup>로 감소하였다. 취성재료의 파괴인성은 탄성계수(E)와 파괴에너지(γ)와의 곱의 1/2승에 비례( $K_{IC} \propto (2E\gamma)^{1/2}$ )한다. 그러므로 파괴인성이 감소한 것은 탄성계수의 감소와 더불어 hBN 첨가에 따른 파괴에너지

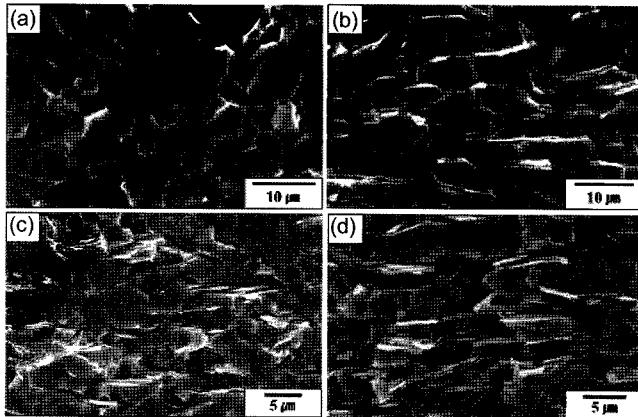


Fig. 6. SEM micrographs of fracture surface in AlN-hBN ceramics as a function of hBN content ; (a) 0 vol%, (b) 10 vol%, (c) 15 vol%, and (d) 20 vol%.

의 감소에 기인한 것으로 생각된다. 본 실험에서는 파괴 에너지를 측정하지는 않았지만, 일정한 비커스 압자 하중에서의 비커스 균열의 길이가 hBN 첨가량에 따라 직선 적으로 증가함을 실험적으로 확인하였다. 이는 hBN 첨가에 의해 AlN의 파괴에너지가 감소됨을 의미한다.

Fig. 6에 시편의 파단면을 관찰한 결과를 나타내었다. AlN 단미의 경우 전형적인 입계파괴 양상을 보이는데 AlN-hBN 복합재료에서는 hBN 첨가에 따라 파괴양상이 달라져 15, 20 vol%의 hBN을 첨가한 경우에 입계파괴와 입내파괴가 혼재한 것을 관찰할 수 있다. 또한, 판상형태의 hBN 입자의  $a$ -축이 열간가압 방향에 대해 거의 수직으로 배향되는 것을 알 수 있으며, hBN 입자의 pull-out 흔적도 관찰되었다. 이는 AlN과 hBN간에는 약한 계면 결합력이 존재함을 의미한다.

Fig. 7에 생성상을 확인하기 위해 XRD 분석을 행한 결

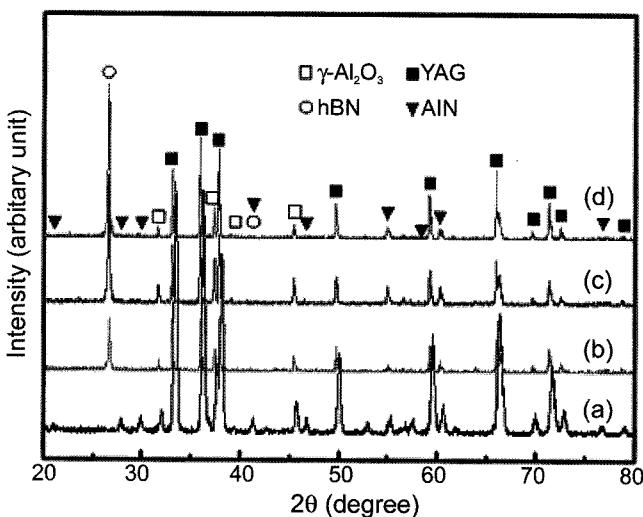


Fig. 7. XRD patterns of the composites with different hBN contents; (a) 0 vol%, (b) 10 vol%, (c) 15 vol%, and (d) 20 vol%.

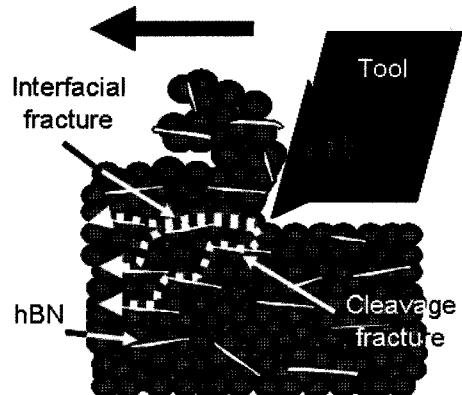


Fig. 8. Crack propagation behavior during cutting process.

과를 나타내었다. 매트릭스인 AlN의 주 피크이외에도 YAG 상( $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ )과  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$  spinel상의 피크가 관찰되었다. 이는 기존의 연구결과와도 일치한다.<sup>14)</sup> YAG상은 AlN 분말의 표면에 일반적으로 존재하는  $\text{Al}_2\text{O}_3$ 와 소결조제로 한  $\text{Y}_2\text{O}_3$ 와의 반응에 의해 생성된 것으로 생각된다.<sup>15)</sup>

### 3.2. 머시너블 세라믹스의 엔드밀링 가공성 평가

취성 세라믹스의 가공기구는 일반적인 연성 금속재료의 가공기구와는 달리 연속적인 전단 소성변형에 의해 칩이 발생되는 것이 아니고, 미세균열의 발생과 전파로 인하여 칩이 생성되어 재료가 제거된다. Fig. 8에 기계가공이 가능한 머시너블 세라믹의 엔드밀 절삭가공시 크랙 전파에 의한 가공모식도를 나타낸 바와 같이, hBN과 매트릭스입자간의 계면파괴(interfacial fracture)와 hBN 판상입자내의 벽개파괴(cleavage fracture)의 경로를 따라 크레이전파되어 가공되어 진다. 임계응력 값에 도달할 때 미세균열이 발생하며 연속적인 이송력에 의해 균열이 전진되며 균열이 공작물의 자유표면에 도달함에 따라 입자가 파괴가 되는 과정이 반복됨으로써 칩이 형성되고 재료가 제거된다. 이러한 세라믹의 가공기구는 표면정밀도를 악화시키는 원인이 된다. 또한, 칩은 미세한 분말형태로 생성되며, 이 칩은 공구의 축면과 공작물과의 경계면에서 미세한 지립으로 작용하여 공구마모를 촉진시키는 역할을 하기도 한다.

Fig. 9는 서로 다른 hBN 첨가량에 대해 0.1 mm의 절삭 깊이(depth of cut)와 40 m/min의 절삭속도(cutting speed) 하에서 이송속도(feed rate)를 30, 60 mm/min으로 변화시켜 절삭저항을 측정한 결과를 나타내었다. 참고로 hBN을 첨가하지 않은 세라믹스의 가공결과는 그림에 나타내지 않았는데, 이는 공구의 진입시 세라믹 시편의 취성파괴가 발생하여 전혀 가공할 수가 없었기 때문이다. 그림에서 보는 바와 같이 hBN 성분의 첨가량이 증가할수록 절삭 저항, 즉, 이송방향의 절삭력(cutting force)과 축방향의 절삭(thrust force) 모두 감소하여 양호한 기계가공성을 나타

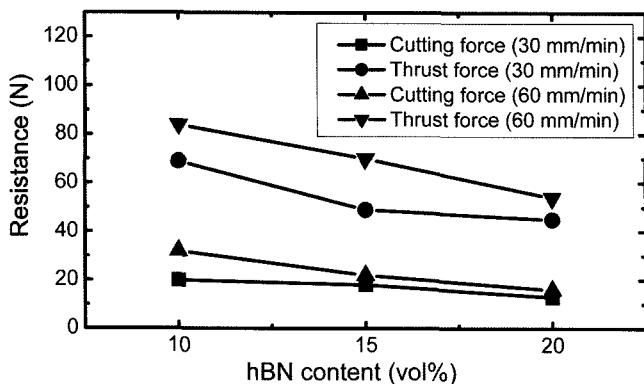


Fig. 9. Measured cutting resistance of AlN-hBN ceramics as a function of feed rate(30, and 60 mm/min).

내었다. 예상한 바와 같이, hBN 첨가량에 무관하게 이송 방향의 절삭력보다 축방향의 절삭력이 상대적으로 더 크게 측정되었으며, 이송속도의 증가에 따라 절삭저항은 증가함을 알 수 있다.

Fig. 10에 엔드밀링 가공(절삭속도; 40 m/min, 가공깊이 : 0.1 mm, 이송속도: 60 mm/min)후의 시료의 외관을 나타낸다. 그림(a)와 (b)는 각각 가공후의 시편의 표면을 저배율(50배)과 고배율(500배)로 관찰한 사진을 나타내며, (c)는 가공후의 시편 모서리를 관찰한 사진이다. 그림 (a)들에서 보면, hBN의 첨가량이 10 vol%의 시편의 경우에서

는 절삭 가공후 이송방향으로 이송흔적이 시편표면에 뚜렷하게 관찰되나, hBN 첨가량 15 vol% 이상에서는 이송 흔적이 현저히 감소하였음을 알 수 있다. 표면을 확대하여 나타낸 (b) 그림들을 보면 시료표면에 가공변질층의 흔적들이 나타남을 알 수 있었는데, hBN의 첨가량이 증가할수록 상대적으로 적게 나타났다. 이러한 가공변질층의 흔적들은 공구와 시편간에 마찰을 유발시키는 러빙(rubbing)현상<sup>16)</sup>에 기인되는 것으로, 이송방향으로의 공구 마모를 유발한다. 실제로, 공구현미경으로 초경공구의 외관을 관찰해 본 결과, 공구마모의 흔적을 확인하였다. (c)의 모서리를 관찰한 사진에서 보면, 절삭가공후의 모든 시료의 모서리에서 칩핑(chipping) 현상이 발생하였는데, 이는 초기에 공구진입시의 충격력에 의해 세라믹 시편이 취성파괴를 일으키기 때문으로 생각된다. 그러나 칩핑 현상은 hBN 함량이 많을수록 더 적게 나타났다.

Fig. 11에 가공(절삭속도; 40 m/min, 가공깊이: 0.1 mm, 이송속도: 60 mm/min) 후 시편의 표면을 표면조도 측정기(Tayler-Hobson)를 이용하여 표면거칠기를 측정한 결과를 나타내었다. hBN 함량이 증가할수록 표면거칠기(Ra)가 낮게 측정되어 양호한 표면을 나타냄을 알 수 있었다. 표면거칠기 측정결과는 전술한 Fig. 10의 시편의 표면을 관찰한 결과와도 일치한다.

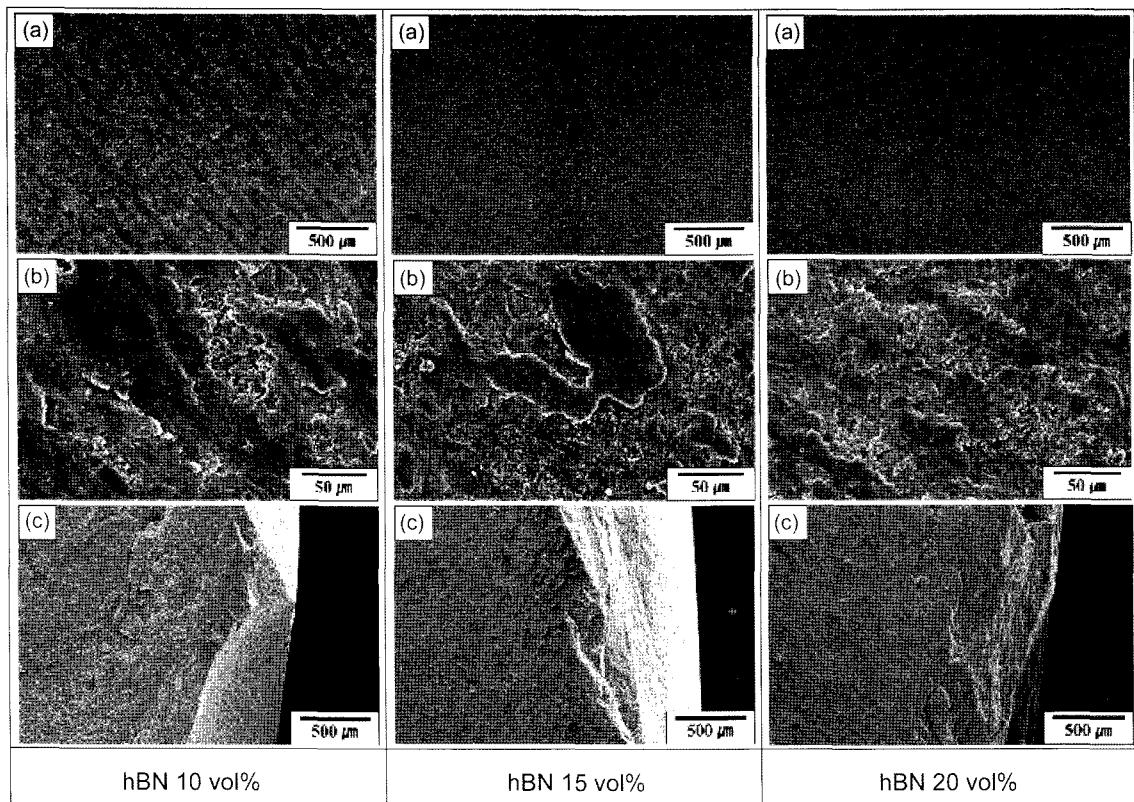
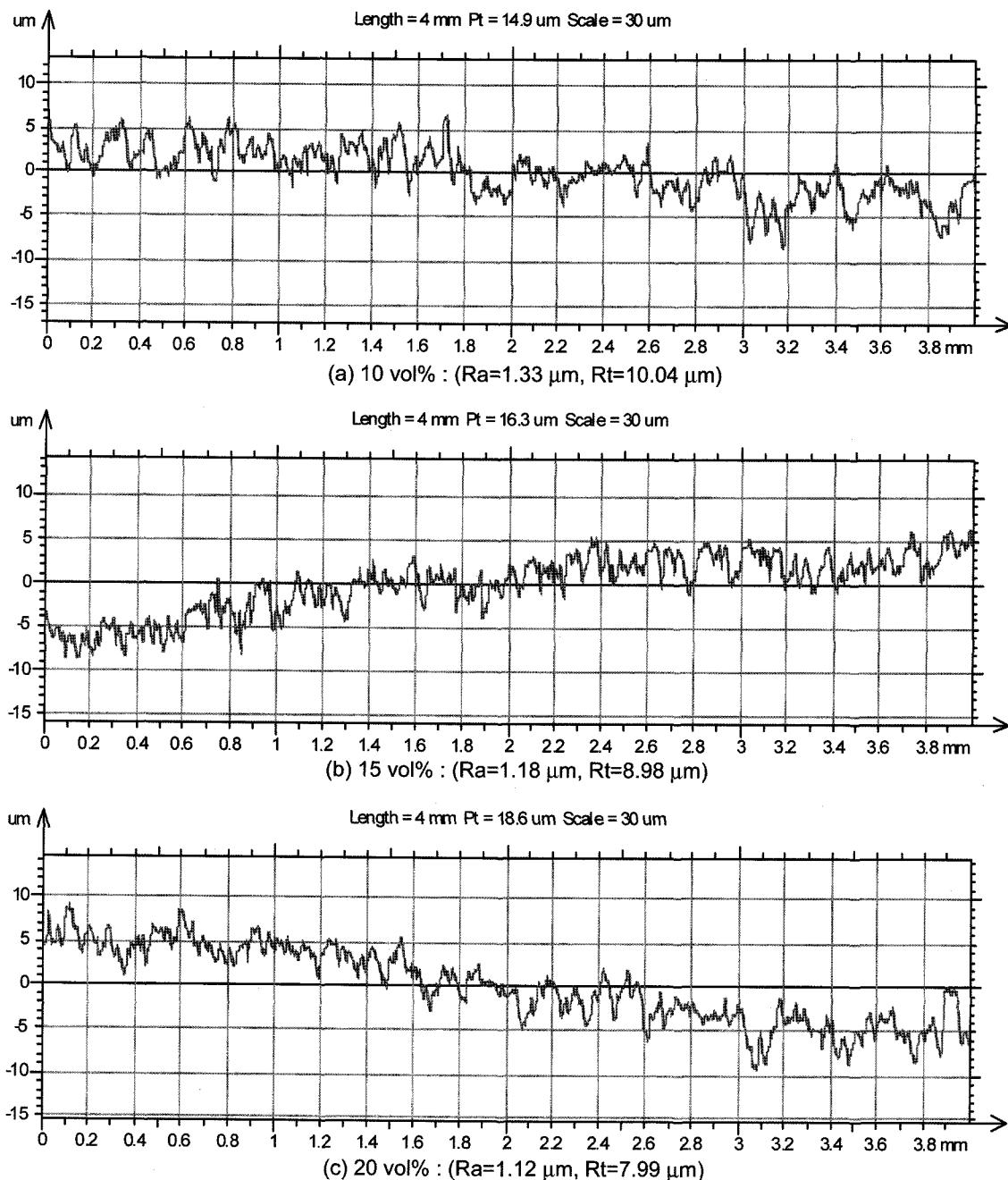


Fig. 10. SEM photographs after end-milling(feed rate: 60 mm/min) for ceramics with different hBN content; (a) machined surface morphology (low magnification,  $\times 50$ ), (b) machined surface morphology (high magnification,  $\times 500$ ), and (c) end edge.



**Fig. 11.** Changes of surface roughness with hBN content. Surface roughness was measured after cutting test under the feed rate of 60 mm/min(Ra; surface roughness, Rt; maximum peak-to-valley).

#### 4. 결 론

열간 가압소결( $1800^{\circ}\text{C}$ , 30 MPa,  $\text{N}_2$ , 2 h)에 의해 AlN-hBN 세라믹 복합재료를 제조하였다. hBN 함량을 0-20 vol%로 조성을 변화시켜 시편을 제작한 후 물성의 기계적 특성과 여러 조건으로 절삭가공(3날 WC tips 30φ 엔드밀링)하여 기계가공성을 조사하였고 가공 후 표면 거칠기를 측정하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. AlN-hBN계 머시너블 세라믹스의 상대밀도는 hBN

첨가량이 증가할수록 점차적으로 감소하였으나 20 vol%의 hBN 첨가량에서 약 99.2%의 비교적 높은 치밀화도를 나타냈다. 4점 굽힘강도와 탄성계수는 hBN 첨가량과 더불어 감소하였다. 20 vol% hBN 첨가에 의해 강도는 AlN 단미의 406 MPa에서 281 MPa로 감소하였고, 탄성계수는 468 GPa에서 353 GPa까지 감소하였다. 복합재료의 강도 저하는 hBN 첨가에 따른 복합재료의 탄성계수 감소와 hBN/매트릭스간의 열팽창계수의 차이에 의해 발생하는 잔류 인장응력에 기인한 것으로 생각된다. 경도와 파괴인

성 역시 hBN 첨가량과 더불어 감소하였다.

2. hBN 무첨가의 AlN 단미 세라믹은 취성으로 인해 기계가공이 불가능하였으나, hBN을 첨가한 세라믹 복합재료는 hBN 함량이 증가할수록 절삭력이 감소하여 양호한 절삭성능을 나타내었다. hBN 첨가량이 적은 시편에서는 가공변질층의 발생, 시편모서리에서의 칩핑현상, 표면거칠기의 저하 등이 일어났으나, hBN 첨가량이 많은 시편에서는 이러한 현상이 감소되었다.

### Acknowledgment

이 논문은 인하대학교의 지원에 의하여 연구되었음.

### REFERENCES

1. L. M. Sheppard, "Aluminum Nitride : A Versatile but Challenging Materials," *Am. Ceram. Soc. Bull.*, **69** [11] 1801-12 (1990).
2. N. Kuramoto, H. Toniguchi, and I. Aso, "Development of Translucent Aluminum Nitride Ceramics," *Am. Ceram. Soc. Bull.*, **68** [4] 883-87 (1989).
3. W. Werdecker and F. Aldinger, "Aluminum Nitride-An Alternative Ceramic Substrate for High Powder Application in Microcircuits," *IEEE Trans. Components, Hybrids Manuf. Technol.*, **CHMT-7** [4] 399-404 (1984).
4. J. G. Lee, J. O. Kim, Y. H. Baek, J. S. Lee, B. H. Lee, and D. W. Shin, "Ceramics Raw Materials," pp. 327-30, Pearson Education Korea, 1996.
5. K. S. Mazdiyasni, R. Ruh, and E. E. Hermes, "Phase Analysis and Characteristics of AlN-BN Composites," *Am. Ceram. Soc. Bull.*, **64** [8] 1149-54 (1985).
6. J. S. Gam, J. S. Ha, D. S. Cheong, and K. S. Han, "Machinability and Strength of AlN-BN Ceramics(*in Kor*)," *J. Kor. Ceram. Soc.*, **31** [2] 177-84 (1994).
7. T. Funahashi and K. Isomura, "AlN Composites Ceramics," *Ceramics*, **26** [9] 749-53 (1991).
8. T. Yamaguchi, "Technology of Characterization to Ceramics," *Ceramics*, **19** [6] 520-29 (1984).
9. Testing Method for Flexural Strength(Modulus of Rupture of High Performance Ceramics)(*in Kor*), KS L 1591 (1984).
10. Testing Methods for Elastic Modulus of High Performance Ceramics(*in Kor*), KS L 1594 (1984).
11. Testing Method for Vickers Hardness of High Performance Ceramics(*in Kor*), KS L 1603 (1992).
12. K. Niihara, "Indentation Microfracture of Ceramics," *Ceramics*, **20** [1] 12-8 (1985).
13. J. F. Shackelford and W. Alexander, Materials science and Engineering handbook; 3rd ed., pp. 454-55, CRC Press, NEW YORK, 2001.
14. W. S. Cho, M. W. Cho, J. H. Lee, and Z. A. Munir, "Effect of h-BN additive on the Microstructure and Mechanical Properties of AlN-based Machinable Ceramics," *Mat. Sci. Eng. A*, **418** 61-7 (2006).
15. S. Mitra, G. Dutta, and I. Dutta, "Effect of Heat Treatment on the Microstructure and Properties of Dense AlN Sintered with Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Additions," *J. Am. Ceram. Soc.*, **78** [9] 2335-44 (1995).
16. S. J. Jang and M. W. Cho, "Surface Properties and Tool Wear of Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-hBN Machinable Ceramics in Endmill Machining using Tungsten Carbide Tool(*in Kor*)," *J. Kor. Soc. Manuf. Pro. Eng.*, **3** [1] 15-21 (2004).